

EUROPEAN PATENT OFFICE

Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 08120417
PUBLICATION DATE : 14-05-96

APPLICATION DATE : 26-10-94
APPLICATION NUMBER : 06262274

APPLICANT : SUMITOMO METAL IND LTD;

INVENTOR : TARUYA YOSHIO;

INT.CL. : C22C 38/00 C22C 38/50 C22C 38/54

TITLE : HEAT RESISTANT FERRITIC STAINLESS STEEL

ABSTRACT : PURPOSE: To produce a ferritic stainless steel having excellent high temp. strength and thermal fatigue resistance particularly at 600-650°C exhaust gas temp. as compared with the conventional steel such as SUH409, also having oxidation resistance up to $\leq 800^{\circ}\text{C}$ and superior workability and corrosion resistance in a weld zone and toughness, and suitably used as automobile exhaust system member or exhaust gas passage member for LNG/thermal compound power generation.

CONSTITUTION: This heat resistant ferritic stainless steel has a composition consisting of, by weight, $\leq 0.015\%$ C, $0.2\text{-}<0.8\%$ Si, $0.2\text{-}<0.8\%$ Mn, $\leq 0.03\%$ P, $\leq 0.002\%$ S, $11\text{-}14\%$ Cr, $\leq 0.5\%$ Ni, $>0.2\text{-}0.5\%$ Nb, $0.06\text{-}0.2\%$ Ti, $\leq 0.015\%$ N, $0\text{-}0.2\%$ Al, and the balance Fe with inevitable impurities, further containing, if necessary, one or ≥ 2 kinds among $0.3\text{-}2\%$ Mo, $0.1\text{-}1\%$ W, $0.1\text{-}0.5\%$ V, and $0.0003\text{-}0.005\%$ B, satisfying $\text{C+N}\leq 0.02\%$ and $(\text{Nb+Ti})/(\text{C+N})\geq 20$, and also satisfying $\text{Al}\geq 2\text{N}$ when Al is contained.

COPYRIGHT: (C)1996,JPO

THIS PAGE BLANK (USPTO)

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平8-120417

(43)公開日 平成8年(1996)5月14日

(51)Int.Cl.⁶ 識別記号 庁内整理番号 F I 技術表示箇所
C 22 C 38/00 302 Z

38/50

38/54

審査請求 未請求 請求項の数 2 O L (全 7 頁)

(21)出願番号 特願平6-262274

(22)出願日 平成6年(1994)10月26日

(71)出願人 000002118

住友金属工業株式会社

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

(72)発明者 平出 信彦

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号住
友金属工業株式会社内

(72)発明者 橋詰 寿伸

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号住
友金属工業株式会社内

(72)発明者 樽谷 芳男

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号住
友金属工業株式会社内

(74)代理人 弁理士 森 道雄 (外1名)

(54)【発明の名称】耐熱フェライトステンレス鋼

(57)【要約】

【目的】 SUH409等の従来鋼に比べ、特に排ガス温度600~650℃にて優れた高温強度、耐熱疲労性を有し、800℃までの耐酸化性と、優れた加工性と溶接部耐食性、韌性を有した自動車排気系部材あるいはLNG火力複合発電の排ガス経路部材として適したフェライトステンレス鋼を得ることを目的とする。

【構成】 重量%で、C:0.015%以下、Si:0.2~0.8%未満、Mn:0.2~0.8%未満、P:0.03%以下、S:0.002%以下、Cr:11~14%、Ni:0.5%以下、Nb:0.2%を超える0.5%以下、Ti:0.06~0.2%、N:0.015%以下、Al:0~0.2%、及び必要により、Mo:0.3~2%、W:0.1~1%、V:0.1~0.5%、B:0.0003~0.005%以下のうち1種または2種以上含み、かつC+N≤0.02%、(Nb+Ti)/(C+N)≥2.0、及びAlを含有する場合はAl≥2%を満足し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる耐熱フェライトステンレス鋼。

1

【特許請求の範囲】

【請求項1】重量%で、C:0.015%以下、Si:0.2~0.8%未満、Mn:0.2~0.8%未満、P:0.03%以下、S:0.002%以下、Cr:11~14%、Ni:0.5%以下、Nb:0.2%を超える0.5%以下、Ti:0.06~0.2%、N:0.015%以下、Al:0~0.2%を含有し、かつC+N≤0.02%、(Nb+Ti)/(C+N)≥2.0、及びAlを含む場合はAl≥2Nを満足し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる耐熱フェライトステンレス鋼。

【請求項2】さらに、Mo:0.3~2%、W:0.1~1%、V:0.1~0.5%、B:0.0003~0.005%以下のうち1種または2種以上含むことを特徴とする請求項1記載の耐熱フェライトステンレス鋼

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は、各種内燃機関の排ガス経路部材として好適な耐熱フェライトステンレス鋼に関する。例えば、自動車排気系部材や、排熱回収ボイラーを用いたLNG火力複合発電の排ガス経路部材に好適である。

【0002】

【従来の技術】自動車排気マニホールド、フロントパイプ、センターパイプ（以下自動車排気系管という）等の排気系部品は、エンジンから排出される高温の燃焼ガスと接触する部位にあり、これを構成する材料には優れた加工性と、耐酸化性、高温強度、耐熱疲労性等、多様な特性が要求される。しかし、近年の排ガス規制の強化、さらには自動車のエンジン性能の向上による排ガス温度の上昇、車体計量化による燃費向上の要請等に応えるため、ステンレス鋼の溶接管が排気系材料として使用されるようになってきた。

【0003】一方、火力発電プラントにおいては、近年、排熱回収ボイラーを用いた複合発電が盛んに行われ、発電用タービンの燃焼温度は上昇する傾向にあり、特にLNGを燃料とすることから、従来の1100℃級より、1300℃級、1350℃級が実際に計画、設置されるようになりつつある。それにともない、タービン出側の高温排ガスの熱を回収する排熱回収ボイラも高温化する傾向にある。例えば従来、550℃前後であった排ガス温度が100℃程度上昇し650℃前後になってきている。

【0004】オーステナイト系ステンレス鋼は、優れた耐熱性および加工性、溶接性を有している。代表的な鋼種としてはSUS304(18Cr-8Ni)、SUS310S(25Cr-20Ni)などがある。しかし、オーステナイト系ステンレス鋼は熱膨張係数が大きく、自動車排気管のような激しい加熱-冷却の繰り返しを受ける用途においては、熱歪みに起因する熱疲労によって破壊が生じやすい。

2

【0005】また、LNG火力複合発電の排熱回収ボイラーは、真夏等の消費電力ピーク期を除いて、一般的には昼間運転一晩間停止の操業方式をとる。よって、排熱経路部材のなかで、例えば内張りダクト等に、オーステナイトステンレス鋼を使用すると、熱膨張係数が大きいことから熱歪みによる変形等の危険がある。

【0006】一方、フェライト系ステンレス鋼は、オーステナイト系ステンレス鋼より熱膨張係数が小さいため、こうした熱歪みによる疲労破壊や変形が回避でき、また安価であるからフェライト系ステンレス鋼の方が自動車排気管や内張りダクト等に用いる場合に有利となる。

【0007】600℃以上における耐熱性、特にクリープ強度の面ではフェライトステンレス鋼は、オーステナイトステンレス鋼に及ぶべくもないが、前述のように、熱膨張係数が小さいこと、安価であるといった利点を活かして、それほどクリープ強度が要求されない構造部材に適しているといえる。従来、耐熱フェライトステンレス鋼としては、一般にSUH409L(12Cr-Ti)が用いられてきた。しかし、自動車排気系、排熱回収ボイラーの排ガス温度の上昇と共に、さらに高温強度、クリープ強度に優れた材料が望まれていた。

【0008】さらに、LNG火力複合発電の排熱回収ボイラの排ガス中には10%程度の水分と5%程度の炭酸ガスが含まれ、これらの凝縮水による運転停止時の露点腐食が懸念されており、特に溶接部での耐食性改善が望まれていた。

【0009】特開昭60-145359号公報には、「C:0.05%以下、Si:1.0~2.0%、Mn:2%以下、Cr:6~25%、Mo:5%以下（ただし、Cr+Mo≥8%）、N:0.05%以下、Al:0.5%以下、Ti、Zr、Ta、Nbの1種以上（ただし、Ti、Zr、Ta、Nb量はすべてのC、Nを炭化物、窒化物とするのに必要な化学量論量）を含み、Nb:0.3%以下でしかも0.1%以上（好ましくは0.2%以上）の不結合（固溶）Nbからなる、周期的酸化抵抗とクリープ強さを有する高温用フェライト鋼」が開示されている。

【0010】同公報では周期的酸化抵抗にはSiの添加が有効であり、クリープ強度には、0.1%以上（好ましくは0.2%以上）の不結合（固溶）Nbの存在とSiに富むラーベス相の形成が重要であると述べられている。

【0011】しかしながら、本発明者らが上記フェライト鋼について検討した結果、1%以上のSiを含有させた場合、良好な母材韌性を得ることは容易ではなく、高温使用中に析出するラーベス相により脆化し、降温時に小さな衝撃で壊れる危険がある。特に、板厚3~9mmといった中厚板を構造部材として使用する場合、長時間使用時の信頼性が得られないということが判明した。また、この発明の実施例に開示されている鋼は、C、Nの安定化に寄与するNb、Ti量が少なく、溶接熱影響部

3

の粒界腐食を防止するには不十分であるという問題がある。

【0012】特公昭62-14626号公報には、鋼中S、Oを0.008%未満とし、鋼中介在物が高温でMnSより安定な介在物であることを特徴とした耐高温酸化性に優れたフェライト鋼が開示されている。

【0013】不純物であるS、Oの含有量を低減することにより、耐酸化性に悪影響を及ぼす介在物であるMn SあるいはCr、Si、Al、Mn等の酸硫化物の生成を抑えることを特徴としており、高温使用時あるいは溶接部のCr炭化物生成による耐酸化性の劣化を抑制するために、C固定元素としてTi、Nb、Zr、Taの1種または2種以上を合計でC量の4倍以上、1.5%以下の範囲で添加することが記載されている。

【0014】しかし、不純物のNについての検討がなされていなく、Nは母材及び溶接部の韌性に及ぼす影響が大きいため、なかでも溶接部の韌性に不安が残る。また、高温強度、熱疲労寿命に及ぼす諸元素の影響に関する検討が充分なされていない。

【0015】特に、C、N固定元素であるTi、Nb、Ta、Zrを2種添加した場合、NbとTiを複合添加した場合における加工性、成形性、韌性、高温強度、耐食性のバランスを考えた適正添加量に関する検討がなされている。

[0016]

【発明が解決しようとする課題】本発明は、SUH409等の従来鋼に比べ、特に排ガス温度600～650℃にて優れた高温強度、耐熱疲労性を有し、800℃までの耐酸化性と、優れた加工性と溶接部耐食性、韌性を有した自動車排気系部材あるいはLNG火力複合発電の排ガス経路部材として適したフェライトステンレス鋼を得ることを目的とする。また、ユーザーの低コスト化にも対応できる安価なフェライトステンレス鋼材、例えば、自動車排気系において排気マニホールド・フロント・センターパイプ・マフラに至る材料の一元化に寄与する材料の提供にある。

[0017]

【課題を解決するための手段】自動車排気系部材は一般に、板厚2mm以下の薄板あるいは溶接管であり、排熱回収ボイラダクト材の板厚としては1.5～6mmが主体で、9mm程度までの中厚板も使用される。いずれも構造上必要な耐酸化性、高温強度、耐熱疲労特性、加工性、韌性、溶接性が要求される。しかし、厳しい内圧等を受けない部材であるためSUS304や2.25Cr-1Moフェライト鋼並みのクリープ強度は要求されず、長期の使用に耐え得る高温強度を具備していれば良い。

〔0018〕そこで、本発明者らは従来鋼に比べ上記諸特性がより優れたフェライト鋼を開発すべく、鋭意研究を行った結果、下記のような知見を得るに至った。

【0019】A) Nbと0.006~0.2%の極狭い範囲の

10

T_iとを複合添加効果した場合に形成される(Nb, Ti)炭化物は、NbあるいはTi単独添加系における炭化物よりも高温で析出し、微細に析出するTiNを核として析出し易いのでその周辺には固溶C、Nの存在しない領域(Interstitial Free)が形成されるので、それにより軟質となり良好な加工性、成形性が得られるが、同時にラーベス相が優先析出するサイトが減少し、高温使用中におけるラーベス相の析出遅延に有効で、脆化を遅らせることができ、さらに、再結晶温度も低下させるので、熱歪みを緩和し熱疲労特性が向上すること。

〔0020〕B) (Nb+Ti) / (C+N) ≥ 2.0と規制することにより、母材及び溶接熱影響部の韌性が向上すると共に、凝縮水環境における溶接部の粒界腐食が防止されること。

〔0021〕C) 耐酸化性、韌性を向上させるために添加するAl量は、0.02%以上、 $Al \geq 2\text{N}$ とすることで熱延板及び熱影響部での韌性が向上すること。

〔0022〕本発明は、このような知見に基づき完成されたもので、その要旨は、「重量%で、C:0.015%以下、Si:0.2~0.8%未満、Mn:0.2~0.8%未満、P:0.03%以下、S:0.002%以下、Cr:11~14%、Ni:0.5%以下、Nb:0.2%を超える0.5%以下、Ti:0.06~0.2%、N:0.015%以下、Al:0~0.2%、及び必要により、Mo:0.3~2%、W:0.1~1%、V:0.1~0.5%、B:0.0003~0.005%以下のうち1種または2種以上含み、かつC+N≤0.02%、(Nb+Ti)/(C+N)≥2.0、及びAlを含む場合はAl≥2Nを満足し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる耐熱フェライトステンレス鋼」にある。

[0023]

【作用】 次に、本発明鋼の合金成分および不純物に関して、含有量と作用について説明する。

【0 0 2 4】 C および N : C, N の增加は、強度を向上させるが、韌性を劣化させ、加工性、溶接性に悪影響をおよぼす。したがって、C, N はできるだけ低いことが望ましく、このため C : 0.015 % 以下、N : 0.015 % 以下とし、かつ $C + N \leq 0.02\%$ とする。望ましくは C : 0.01% 以下、N : 0.010 % 以下、 $C + N : 0.015\%$ 以下である。

【0025】C+Nが0.03%を超えるとTi、Nbを複合添加しても充分C、Nを固定することができなく前記悪影響がでると共に、溶接部の粒界腐食感受性が高くなる。

【0026】Si:Siは、有効な脱酸元素であり、また耐酸化性に必須な元素である。0.2%以上の添加で耐酸化性向上に効果を発揮する。また、Siには、高温強度を向上させ、耐熱疲労特性を向上させる効果がある。これは、高温(>600°C)で析出するラーベス相(主にFe:Nb)において、Nbの一部をSiが置換する

ことにより、高温強度に寄与する固溶Nbの低下を抑えて、高温強度を保持するためである。0.8%以上添加すると、韌性、加工性を劣化させてるので、Siは0.2~0.8%未満と狭い範囲とする必要がある。望ましくは0.2~0.6%である。

【0027】Mn : Mnは、脱酸元素であり、熱間加工性を向上する元素として知られる。しかし、MnSを形成し酸化の起点となったり、オーステナイト形成元素であることから、耐酸化性にとって好ましくない。よって、0.2～0.8%未満とした。望ましくは0.3～0.7%である。

【0028】Cr：耐酸化性及び耐食性に必須な元素である。11%未満ではその効果が現れず、14%を超えて添加すると、韌性、加工性を劣化させるため、上限を14%とした。

【0029】P:Pは、製造上の不可避的不純物の1つであるが、韌性、加工性への悪影響を避けるためには0.03%以下とする必要がある。

【0030】S : S もまた製造上の不可避的不純物であるが、S量が多いとMnと同様、耐酸化性の点から好ましくなく、また溶接性にも悪影響を与えるので、上限を0.002%とする必要がある。

【0031】Nb: Nbは、フェライトステンレス鋼の弱点である高温強度、クリープ強度を向上させるうえで必須の元素であり、500℃以上でその効果が顕著に現れる。Nbは炭窒化物としてC、Nを固定する作用がある。本発明では、Nb:0.2%を超える、0.5%以下、 $C + N \leq 0.02\%$ としているため、%Nb / (%C + %N) ≥ 10 となる。これにより、十分な高温強度、クリープ強度を得るのに必要な固溶Nb量を確保した。Nb量は、高温強度の点から多いほど望ましいが、0.2%以下では十分な高温強度が得られず、0.5%を超えて含有するとラーベス相の析出が顕著になり、韌性が劣化することから、0.2%を超える、0.5%以下とした。

【0032】高温使用中 ($>600^{\circ}\text{C}$) にラーベス相 (Fe₂Nb) が析出し、固溶Nb量の低下による高温強度の低下が起こるが、析出後にも十分な高温強度を得るには固溶Nb量として0.1%以上必要で、そのため0.3%を越えたNb量が必要であることを見いだした。また、ラーベス相析出による脆化の点からは極力Nb量は低いほど、トータルのラーベス相析出量が減少するので、好ましい上限は0.4%である。

〔0033〕Ti: Tiは、Nbと同様にC、Nの固定元素として有効である。特に、溶接熱影響部においてCr炭化物の生成を抑制し、韌性、耐食性の確保には不可欠な元素である。また、Ti、Nbには母材及び溶接熱影響部の結晶粒粗大化抑制効果を有する。これらの効果を十分に発揮させるには、 $(Nb + Ti) / (C + N) \geq 2.0$ 必要とする。望ましくは、これらの効果をさらに発揮させるには (Ti / Nb) がほぼ0.5、一般には0.

2 以上1.0 以下とするのがよい。

【0034】NbとTiの複合添加した場合には、主としてTiはNと結合して窒化物を形成し、Nbと残りのTiはCと結合し、(Nb、Ti)炭化物を形成する。前記したように(Nb、Ti)炭化物は、NbあるいはTi単独添加系における炭化物よりも高温で析出し、微細に析出するTiNを核として析出し易い。よってその周辺には固溶C、Nの存在しない領域(Interstitial Free)が形成される。

10 【0035】これにより軟質となり良好な加工性、成形性が得られるが、同時にラーベス相が優先析出するサイトが減少し、高温使用中におけるラーベス相の析出遅延に有効で、脆化を遅らせることができる。さらに、再結晶温度も低下させるので、熱歪みを緩和し熱疲労特性が向上する。

【0036】以上の効果を発揮させる目的からTiは0.06%以上の含有が必要で、Nの4倍以上を確保しかつ若干の炭化物形成可能な量の下限である。0.2%を超える添加は、上記効果を向上させることはほとんどなく、圧延時の表面疵が顕著となることから上限は0.2%とした。

【0037】Ni:Niは製造上の不可避的不純物の一つである。微量のNiの添加は、韌性改善に有効であるが、耐酸化性に悪影響を及ぼすことから特に0.5%以下とした。

【0038】A1:A1は任意添加元素であり、脱酸元素として知られTiと共存するとその効果はより顕著となる。また、少量のA1添加により韌性が向上することが知られている。特に $2\%N \leq \%A1$ とすることで熱延板及び溶接熱影響部の韌性が向上する。溶接時においてはTiとともにNの固定に作用するためで、その必要量は $2\%N \leq \%A1$ である。

【0039】また、0.02%以上のA1含有により耐酸化性が向上する。特に、A1が内部酸化してスケールに対し“くさび”的役割をする事で酸化スケールの耐剥離性を向上させて耐酸化性が向上する。これにより、排ガス中への酸化スケールの混入が抑制される。さらに、0.02%以上のA1は高温強度及びクリープ強度改善効果もある。しかし、過剰の添加は、耐酸化性、高温強度への効果が飽和し、加工性へ悪影響を及ぼすため、上限を0.2%とした。

〔0040〕Mo: Moは任意添加元素であり、Nbと同様、高温強度を向上させる元素として知られる。MoはNbと異なり、高温使用中にラーベス相 (Fe_2Mo) 形成傾向が Fe_2Nb より小さく、長期にわたって固溶状態を保持するため固溶強化作用が持続される。よって、クリープ強度及び耐食性を改善にはMo添加が好みい。この場合0.3%以下ではそれらの効果が十分でないため、下限を0.3%とした。しかし、過剰の添加は、韌性、加工性を低下させる。さらにコスト高となる

ため、添加する場合は上限を2.0%とした。

【0041】W: Wは任意添加元素であり、Nb、Moと同様高温強度を向上させる元素として知られる。WもMoよりも更にラーベス相の形成傾向が小さく、固溶強化作用がより長期にわたり持続されるため、クリープ強度が向上する。0.1%以下ではその効果が十分でなく、過剰の添加は、韌性、加工性を劣化させ、コスト高となるため0.1~1%とした。

【0042】V: Vは任意添加元素であり、固溶状態あるいは炭窒化物を形成して高温強度を向上させると共に、加工性を改善する。0.1%以上でその効果が現れる。しかし、0.5%を超えて含有すると返って加工性を低下させてるので、0.1~0.5%とした。

【0043】B: Bは任意添加元素であり、高温強度、耐酸化性を改善する目的で含有させる。

【0044】その改善効果が現れる理由は定かではないが、Bは一般的に粒界に偏析しやすい元素として知られているので、粒界すべりを阻止して高温強度を改善するものと考えられる。また、粒界偏析により、耐酸化性に有害なP、S等の不純物元素を排出して、耐酸化性を向上させるものと考えられる。この効果は0.0003%以上で現れ、0.005%を超えて含有すると韌性、加工性も劣化させてるので0.0003~0.005%とした。

【0045】

【実施例】まず、表1に示される組成を有する鋼を、溶*

(表1)

供試鋼	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Nb	Ti	Al	N	Mo	W	V	B	(C+N)	A	2×N	(wt%)
本発明	1	0.008	0.25	0.45	0.021	0.001	12.0	0.12	0.34	0.10	0.001	0.009	-	-	-	0.017	25.9	0.018	
	2	0.008	0.35	0.40	0.019	0.002	11.5	0.11	0.32	0.08	0.001	0.006	-	-	-	0.014	28.6	0.012	
	3	0.007	0.26	0.31	0.016	0.001	12.8	0.08	0.25	0.15	0.001	0.008	-	-	-	0.015	26.7	0.016	
	4	0.006	0.24	0.56	0.015	0.001	13.8	0.20	0.28	0.12	0.001	0.005	-	-	-	0.011	36.4	0.010	
	5	0.006	0.36	0.42	0.018	0.002	11.8	0.26	0.31	0.10	0.002	0.006	-	-	-	0.012	34.2	0.012	
	6	0.009	0.29	0.44	0.025	0.001	12.1	0.12	0.33	0.08	0.025	0.008	-	-	-	0.017	24.1	0.016	
	7	0.008	0.28	0.34	0.015	0.001	11.9	0.09	0.35	0.08	0.042	0.007	-	-	-	0.015	28.7	0.017	
	8	0.007	0.26	0.45	0.019	0.001	12.2	0.16	0.36	0.09	0.081	0.008	-	-	-	0.015	30.0	0.016	
	9	0.009	0.36	0.33	0.018	0.001	11.7	0.07	0.32	0.10	0.021	0.006	1.2	-	-	0.015	28.0	0.012	
	10	0.009	0.26	0.42	0.021	0.001	11.9	0.21	0.33	0.10	0.001	0.008	-	0.5	-	0.017	25.3	0.016	
鋼	11	0.007	0.22	0.36	0.019	0.002	12.5	0.17	0.41	0.06	0.001	0.009	-	0.25	-	0.016	29.4	0.018	
	12	0.010	0.20	0.55	0.015	0.002	13.0	0.18	0.32	0.10	0.001	0.006	-	-	0.0005	0.016	26.2	0.012	
	13	0.008	0.28	0.32	0.025	0.001	12.2	0.15	0.36	0.07	0.001	0.009	0.8	-	-	0.0007	0.017	25.3	0.018
	14	0.011	0.22	0.41	0.028	0.001	11.6	0.08	0.50	0.06	0.001	0.006	-	-	-	0.017	32.9	0.012	
	15	0.007	0.25	0.36	0.021	0.001	12.4	0.12	0.21	0.20	0.001	0.006	-	-	-	0.013	31.5	0.012	
	16	0.008	0.21	0.35	0.020	0.001	11.2	0.06	0.29	0.08	0.024	0.005	0.4	0.8	-	0.013	28.5	0.010	
	17	0.007	0.23	0.42	0.019	0.001	11.4	0.08	0.28	0.10	0.028	0.006	0.6	-	0.22	0.0003	0.013	29.2	0.012
	18	0.009	0.24	0.37	0.021	0.001	11.3	0.10	0.25	0.08	0.001	0.007	0.3	0.6	0.20	0.0003	0.016	20.6	0.014
	19	0.010	0.44	0.31	0.022	0.002	11.3	0.09	0.01	0.25	0.001	0.009	-	-	-	0.019	13.7	0.018	
	20	0.010	0.30	0.30	0.022	0.002	11.3	0.20	0.20	0.25	0.050	0.015	-	-	-	0.025	18.0	0.030	
	21	0.015	0.64	0.44	0.020	0.002	12.2	0.06	0.38	0.17	0.001	0.012	-	-	-	0.027	20.4	0.024	
	22	0.012	0.02	0.32	0.022	0.001	11.5	0.12	0.45	0.15	0.001	0.011	-	-	-	0.023	26.1	0.022	
	23	0.009	0.43	0.44	0.021	0.002	11.8	0.23	0.75	0.15	0.001	0.008	-	-	-	0.017	52.9	0.016	
	24	0.011	0.55	0.43	0.018	0.002	12.2	0.19	0.20	0.05	0.001	0.013	-	-	-	0.024	10.4	0.026	
	25	0.008	0.35	0.28	0.019	0.001	11.8	0.11	0.34	0.16	0.002	0.010	2.8	-	-	0.018	27.8	0.020	
	26	0.015	0.36	0.38	0.020	0.001	12.4	0.08	0.45	0.10	0.001	0.010	-	-	-	0.025	22.0	0.020	
	27	0.010	0.35	0.33	0.024	0.001	13.2	0.10	0.29	0.10	0.022	0.010	-	-	-	0.020	19.5	0.020	

比較鋼19はSUH509L相当鋼

A : (Nb+Ti)/(C+N)

□ : 本発明の規定範囲外を示す

【0050】熱延板を600°Cで1000時間時効し、4mm厚さのJIS4号シャルピー試験片をT方向に採取して韌性を評価した。また、熱延板に開先加工を施し表

2に示す条件で突き合わせTIG溶接を行ない、溶接熱影響部にノッチがくるように4mm厚さのJIS4号シャルピー試験片を採取した。

【0051】

【表2】

(表2)

フィラー	410Nb、直径2mm
溶接電流	90~100A
溶接電圧	13V
溶接速度	10cm/min

【0052】熱延焼鈍材と熱延焼鈍材を600°Cで100時間時効した材料から3mm厚の板状引張試験片を探取し、600°Cで試験を行った。

【0053】酸化試験は、800°Cで200時間、大気中連続加熱条件で行った。

【0054】上記各種の試験結果を表3、4に示す。表4は熱延板を焼鈍した後時効した材料の試験結果を示す。

す。同表より、本発明鋼1~18は、常温伸び30%以上、600°Cの引張り強度25N/mm²以上、800°Cにおける酸化增量が2.0mg/cm²以下、熱疲労寿命200サイクル以上と、加工性、高温強度、耐酸化性、熱疲労強度に優れることがわかる。また、本発明鋼は溶接熱影響部のvTrEは0°C以下で、時効後の常温韌性も使用上問題とならないレベルであることが確認された。

【0055】特に、本発明鋼6~8に示すように0.02~0.2%のAlを添加すると、溶接熱影響部の韌性が向上することが確認された。また、本発明鋼9、13、16、18で特に、Mo、W添加によって熱疲労強度が向上し、時効後の強度低下が低減されることが確認された。

【0056】

【表3】

(表3)

供給式鋼	冷間圧延材料			熱間圧延材料	
	常温伸び(%)	酸化增量(mg/cm ²)	熱疲労寿命(cycles)	600°Cの引張強度(N/mm ²)	溶接熱影響部vTrE(°C)
本発明鋼	1	35	1.5	2250	30
	2	33	1.2	2300	31
	3	34	1.1	2120	27
	4	37	1.4	2200	29
	5	36	1.3	2190	28
	6	36	1.2	2150	29
	7	35	1.0	2160	29
	8	36	1.0	2340	31
	9	35	1.2	2290	32
	0	36	1.4	2180	29
	11	36	1.8	2390	32
	12	36	1.5	2160	29
	13	36	1.3	2320	31
	14	31	1.6	2300	31
	15	36	1.5	2100	26
	16	32	1.3	2450	31
	17	34	1.5	2400	31
	18	33	1.6	2480	32
比較鋼	19	37	1.4	1430	20
	20	29	0.7	1820	22
	21	26	0.8	2230	30
	22	34	3.5	2280	31
	23	25	1.1	2130	35
	24	36	1.2	1800	22
	25	27	1.0	2470	34
	26	32	1.2	2060	26
	27	35	1.4	2150	30

【0057】

【表4】

11
(表 4)

供試鋼	熱間圧延材料	
	25°Cの衝撃値 vE ₀ (J/cm ²)	600°Cの引張り 強度(N/mm ²)
本 発 明 鋼	1	56
	2	52
	3	58
	4	60
	5	55
	6	59
	7	62
	8	55
	9	52
	10	53
	11	58
	12	57
	13	55
	14	48
	15	56
	16	55
	17	58
	18	60
比 較 鋼	19	250
	20	12
	21	6
	22	71
	23	8
	24	73
	25	52
	26	10
	27	12

【0058】比較鋼19は、SUH409L相当材であるが、600°Cでの引張り強度、熱疲労特性共に劣る。比較鋼20、24は、Nbが0.2%以下であるために、600°Cでの引張り強度、熱疲労特性共に劣る。比較鋼

30

21はSiが0.8%以上、比較鋼25はMoが2%以上であるため、常温伸び30%未満と加工性に劣るために、製管が容易にできなかった。比較鋼22はSiが0.2%未満であるため、耐酸化性に劣る。比較鋼23はNbが0.5%を越えているため、加工性、溶接熱影響部の韌性に劣り、時効後の衝撃値が低く脆化が顕著であると共に、強度低下量も大きい。

【0059】比較鋼21、23はSiが0.8%以下であるため、vTREは0以上で、時効後の常温韌性に劣る。

【0060】比較鋼26、27はそれぞれC+N≥0.02、(Nb+Ti)/(C+N)≤2.0であるため、熱影響部の韌性に劣る。

【0061】なお、MAG溶接部のストラウス試験により(Nb+Ti)/(C+N)≥2.0の本発明鋼は粒界腐食を発生しないことを確認している。しかしながら、比較鋼1、2のように(Nb+Ti)/(C+N)が2.0未満の場合には溶接熱影響部での粒界腐食割れが観察された。

20 【0062】

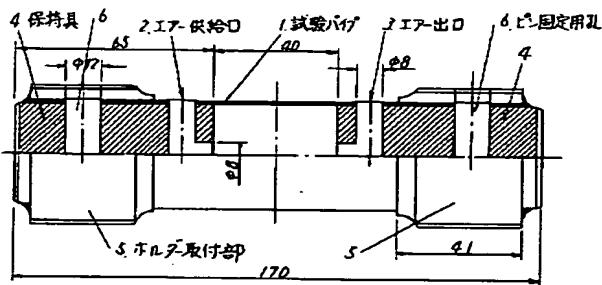
【発明の効果】本発明により、SUH409等の従来鋼に比べ、優れた高温強度、耐熱疲労特性、耐酸化性と韌性、加工性と溶接部耐食性を兼ね備えており、自動車排気系部材あるいはLNG火力複合発電の排ガス経路部材として適したフェライトステンレス鋼が提供できる。

【図面の簡単な説明】

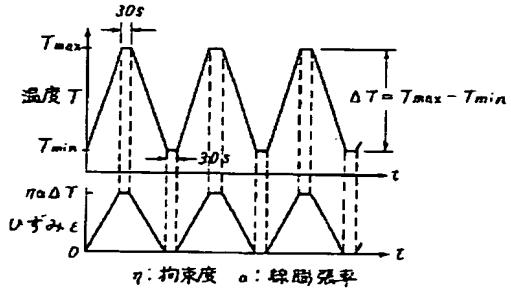
【図1】熱疲労試験片（ゲージ長さ：12mm）の形状を示す図である。

【図2】熱疲労試験時の温度及びひずみ波形を示す図である。

【図1】



【図2】



THIS PAGE BLANK (USPTO)